مرجع:

اصول علم و مهندسی مواد - ویرایش چهارم

نویسنده نوسیرکانی

انتشارات مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان

نحوه تدریس:

- جزوه ⟵ نکات کلیدی (چکیده)

ارزیابی:

میانترم: ۶

پایانترم: ۱۲

تکالیف ۲

حضور غیاب $\frac{۳}{۱۶}$

هر جلسه حضور غیاب می‌شود

فصل اول:

تقسیم بندی مواد جامد

مقدمه:

هدف
- دستیابی به مواد با کیفیت ⟸ ماشین آلات و قطعات با دوام تر
- کسب آگاهی از مواد، ساختارهای آنها و خواص آنها
- شناخت تأثیرات محیطی (شرایط کاری) بر روی خواص مواد
- شناخت روش‌ها و فرآیندهای تولید و تأثیر آنها در خواص مواد

برای انتخاب جنس به موارد زیر توجه می‌شود

- روش ساخت
- دقت ابعادی
- حفظ شکل و هندسه در شرایط کاری
- هزینه تولید
- وزن (چگالی)
- وضعیت ظاهری
- تعمیر و نگهداری
- سازگاری با بقیه اجزای سیستم (بخش کم اهمیت را فدای بخش اصلی می‌کنیم)
- امکان بازیابی و مسایل زیست محیطی

بسمه

۳-۲ صفحات و جهات کریستالوگرافی

۳-۲-۱: صفحات کریستالوگرافی و اندیس میلر

ساختار اتمی کریستال‌ها اغلب ناهمسانگرد می‌باشد به عبارت دیگر خواص مکانیکی در راستاها و زاویه‌های مختلف متفاوت خواهد بود. خواص فیزیکی تابع فاصله‌ی دو اتم مجاور در یک شبکه کریستالی و تعداد پیوندهای مابین اتمی آنهاست با توجه به اینکه این دو پارامتر می‌توانند در دو جهت متفاوت باشند بنابراین با ویژگی ناهمسانگردی روبرو هستیم

در هر سلول واحد از مرکز هر سه اتم می‌توان یک صفحه عبور داد
تعداد اتم‌های موجود در واحد سطح (به غیر از صفحات مشابه) با هم فرق دارند
این تعداد متفاوت اتم‌ها روی صفحات متفاوت بر روی عملیات مکانیکی مواد از جمله تغییر شکل موثر است

برای تعیین موقعیت صفحه‌ها یا جهات در شبکه کریستالی از یک روش استاندارد استفاده می‌نماییم که تعیین شاخص‌های اندیس میلری باشد
برای این منظور به شرح زیر عمل می‌نماییم
ابتدا مبدا مختصات را بر روی یکی از گوشه‌های سلول واحد قرار می‌دهیم به طوری که معمولاً محورهای آن موازی با محورهای سلول واحد قرار گیرد برای مثال در سیستم‌های کریستالی مکعب، تتراگونال و ارتورومبیک (برای این موضوع) بسیار ساده می‌باشد

سپس محل تلاقی صفحه کریستالی صفحه مورد نظر را که شامل سه اتم می شود با محورهای x و y و z بدست آوریم این سه عدد را معکوس می نماییم و آن سه اعداد را در کوچکترین مضرب مشترک آنها ضرب می نماییم سه عدد بدست آمده همان سه عدد اندیس میلری می باشد که به صورت (h k l) بیان می شود با یک مثال به تعیین اندیس های میلری یک صفحه می پردازیم

مثال ۳-۱:

$$x = ma = 1 \qquad y = nb = 2 \qquad z = pc = 3$$

$$\frac{1}{x} : \frac{1}{y} : \frac{1}{z} = \frac{1}{m} : \frac{1}{n} : \frac{1}{p} = \frac{1}{1} , \frac{1}{2} , \frac{1}{3}$$

$$N = 6 \Longrightarrow \frac{N}{m} , \frac{N}{n} , \frac{N}{p} = \frac{6}{1} , \frac{6}{2} , \frac{6}{3} = 6 : 3 : 2$$

نکته: عکس مثال ۳-۱ نیز ممکن است به طوریکه در این حالت اگر اندیس میلر یک صفحه مشخص باشد می توانیم به مختصات های محل تلاقی دست پیدا کنیم برای این منظور شاخص های میلر را عکس می نماییم پس کوچکترین مضرب مشترک مخرج ها را یافته و در کسرها ضرب می نماییم تا مختصات محل تلاقی بدست آید

برای مثال ۳-۱ داریم:

$$\frac{1}{h} : \frac{1}{k} , \frac{1}{l} = \frac{1}{6} : \frac{1}{3} , \frac{1}{2}$$

$$N = 6 \Longrightarrow x , y , z = 1 : 2 : 3$$

نکته: هرگاه شاخص های میلر دو صفحه مضرب صحیحی از هم باشند آن دو صفحه موازی خواهند بود.

اگر دستور عمل فوق را برای یک سیستم مکعب کریستال اندیس میلر برای برخی از صفحات این ساختار در شکل ۳_۴ نمایش داده شده است

نکته: شاخص های اندیس های میلر می توانند منفی هم باشند که در این حالت منفی را بالای عدد شاخص قرار می دهیم

ولادت حضرت فاطمهٔ زهرا سلام‌الله علیها (هشتم قبل از هجرت) و روز زن ـ تولد حضرت امام خمینی (رحمة‌الله علیه) رهبر کبیر انقلاب اسلامی (۱۳۲۰ هـ ـ ق) ـ روز بزرگداشت سید جمال‌الدین اسدآبادی ـ سالروز تأسیس کانون‌های فرهنگی هنری مساجد کشور

نکته ترتیب های متفاوت هایی که از اعداد مشابه تشکیل شده اند بدون توجه به علامت مثبت و یا منفی ثابت های میلر از لحاظ هندسی هم ارزی باشند که برای خلاصه سازی تمام این صفحات هم ارز از یک آکولاد استفاده می کنیم

$$\{100\} \Rightarrow (\bar{1}00)\ (0\bar{1}0)\ (00\bar{1})\ (100)\ (010)\ (001)$$

برای تعیین صفحه‌های کریستالوگرافی هگزاگونال از سیستم چهار شاخصی میلر-براویس مطابق شکل ۳-۵ استفاده می‌نماییم

در این سیستم سه بردار a_1، a_2 و a_3 با زاویه 120° در صفحه قاعده و محور چهارم (محور c) عمود بر صفحه‌ی قاعده قرار می‌گیرد

۳-۲-۲: جهات کریستالوگرافی

هر برداری که از مرکز مختصات انتخابی به یکی از نقاط شبکه کریستالی وصل شود یک جهت را نشان می‌دهد این بردارها می‌توان برحسب بردارهای سلول واحد به شکل زیر بیان نمود

$$\vec{r} = u\vec{a} + v\vec{b} + w\vec{z}$$

ضرایب اعداد صحیح

بردار جهت در رابطه بالا از مبدأ مختصات و نقطه با مختصات (u و v و w) عبور می‌کند اندیس میلر این جهت کریستالوگرافی کوچکترین اعداد صحیح (غیر کسری) می‌باشد که متناسب با مختصات خواهد بود.

نحوه‌ی نمایش اندیس میلر جهت به شکل کروشه بکار می‌رود

[u v w]

در اینجا نیز مانند جهت صفحات کریستالوگرافی هم ارز، بحث جهات کریستالوگرافی هم ارز را داریم جهت نمایش همگی آنها از علامت $\langle\ \rangle$ استفاده می‌نماییم که یک مثال نمونه آن به شکل زیر می‌باشد

$[111], \dots, [\bar{1}\bar{1}\bar{1}] \Rightarrow \langle 111 \rangle$

نکته

در سیستم هگزاگونال می‌توان هم از سیستم مختصات سه محوری (اندیس میلر) و یا به شیوه‌ی مناسب‌تر از شیوه چهار محوری (اندیس میلر-براوس) استفاده نماییم به طوریکه شاخص‌های اندیس میلر [u v w] از طریق روابط زیر به اندیس‌های میلر-براوس (a_1 a_2 a_3 c) قابل تبدیل می‌باشد

$$a_1 = \frac{1}{3}(2u - v)$$

$$a_2 = \frac{1}{3}(2v - u)$$

$$a_3 = -\frac{1}{3}(u + v)$$

$$c = w$$

۳-۳ فاصله بین صفحات اتمی

در سیستم کریستالی مکعبی از رابطه زیر فاصله‌ی هر صفحه اتمی از صفحه اتمی بعدی موازی با آن بدست می آید.

$$d_{(hkl)} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

در سیستم های دیگر شبکه می تواند واحدهای متفاوتی همچون a، b و c داشته باشند که به چند مورد به شرح زیر اشاره می نمایم

تتراگونال:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}$$

هگزاگونال:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3}\left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2}\right) + \frac{l^2}{c^2}$$

اورتورمبیک

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2}$$

۴-۳. ساختار کریستالی فلزات و تکرار صفحه های اتمی

ساختار کریستالی فلزات که دارای پیوند فلزی هستند تا حد زیادی تابع اندازه نسبی اتم ها و طرز قرار گرفتن آنها در کنار هم می باشد.

بطور کلی هر اتم سعی می کند که تا حد امکان فضای اطراف خود را با اتم های دیگر پر کند به صورتی که تعداد پیوند در واحد حجم کریستال به حداکثر خود برسد یا به عبارت دیگر کریستال در متراکم ترین وضعیت قرار گرفته و به صورت پایدار باقی بماند تقریباً تمام فلزات در شرایط عادی انجماد به سه شکل کریستالی متبلور می شود که عبارتست از:

مکعب مرکز دار (bcc)

مکعب با وجوه مرکز دار (fcc)

هگزاگونال متراکم (hcp)

درجدول ۳-۱ سیستم کریستالی و سایر اطلاعات بعضی از مواد ارائه شده است همان گونه که مشاهده می شود، فلزات در اغلب موارد به یکی از شیوه های اشاره شده در قبل متبلور می آیند اما فلزاتی وجود دارند که دارای بیشتر از یک نوع ساختار می باشند به طوری که هر کدام یک از ساختارها در یک محدوده ی دمایی پایدار می باشند به این ویژگی چندگونگی یا آلوتروپی گویند مهم ترین فلز با این ویژگی آهن می باشد.

برای رسیدن به ساختار متراکم اتم ها باید آنها را در لایه های مشخصی روی هم قرار داد به طوری که کمترین فضای خالی بین آنها باقی بماند رسیدن به ساختاری چنین متراکم از طریق چینش به شیوه ی fcc و hcp ممکن است که به تشریح چینش اتم ها در این دو ساختار می پردازیم

ساختار متراکم مکعب با وجوه مرکزدار (fcc)

درشکل ۳-۸ الف لایه ای از اتم ها با حداکثر تراکم اتمی یا همان لایه A ملاحظه می شود اتم ها در این لایه مماس بر یکدیگر قرار گرفته اند
لایه اتمی بعدی یا لایه B با حفظ تراکم باید به گونه ای قرار گیرند که فضاهای خالی موجود در ۳-۸ الف را پر نماید این لایه ی B در شکل ۳-۸ ب مشاهده می شود نحوه چیدمان در لایه ی بعدی یا لایه C باید بگونه ای باشد که فضاهای خالی در شکل ۳-۸ ب را پر کند
امکان چیدمان لایه چهارم به فرم جدید وجود ندارد به عبارت دیگر لایه اتمی چهارم تکرار لایه اتمی اول یا A می گردد این نوع از چیدمان را به صورت تکرار ABCABCABC نمایش می دهند چنین چیدمانی منجر به مشاهده ساختار fcc (شکل ۳-۹) می گردد

ساختار متراکم هگزاگونال (hcp)

ساختار fcc قرار گیرند بلکه می تواند فضاهای خالی اتم های لایه C نباید الزاماً مانند ساختار دیگری از لایه B را پوشش دهند و یا به عبارت دیگر دقیقاً در مقابل اتم های لایه A قرار گیرند (تکرار لایه A) در این حالت همانگونه که در شکل ۳-۱۰ ملاحظه می کنیم با ساختار ABABAB مواجه هستیم که این چیدمان را ساختار شبکه کریستالی هگزاگونال می باشد

عدد هماهنگی:

در ساختار کریستالی تعداد اتم هایی که در همسایگی با کمترین فاصله اتمی از یک اتم قرار گرفته اند عدد هماهنگی یا عدد کوئوردیناسیون می نامند

در ساختار هگزاگونال همانگونه که در شکل ۳-۱۰ ب مشاهده می شود هر اتم با ۱۲ اتم دیگر در تماس هستیم است بنابراین عدد هماهنگی ۱۲ می باشد
در شکل ۳-۱۰ ب اتم مرکزی صفحه میانی را در نظر بگیرید

در ساختار fcc همانگونه که در شکل ۳-۱۱ ملاحظه می شود هر اتم با ۱۲ اتم دیگر در تماس می باشد بنابراین عدد کوئوردیناسیون ۱۲ می باشد
در شکل ۳-۱۱ دو سلول واحد پشت سرهم ترسیم شده است اگر اتم مرکزی در صفحه ی مشترک سلول واحد پایین و بالا را در نظر بگیریم این اتم با چهار اتم در همان صفحه در تماس بوده و با چهار اتم در موقعیت مرکزی صفحات جانبی سلول واحد بالا و چهار اتم با موقعیت مرکزی صفحات جانبی سلول واحد پایین

در ساختار مکعب مرکز دار چنانچه در شکل ۳ - ۱۲ مشاهده می شود هر اتم با ۸ اتم دیگر در تماس است و عدد هماهنگی آن ۸ می باشد

در ساختار مکعب مرکز دار (bcc) با عدد هماهنگی ۸ که چندان متراکم نمی باشد ۶۸٪ فضای سلول واحد با اتم ها اشغال شده است

در ساختار های fcc و hcp که عدد هماهنگی ۱۲ می باشد ۷۴٪ فضای سلول واحد با اتم ها اشغال شده است

البته برای بیان تراکم اتم از ضریب تراکم استفاده می نماییم که در بخش بعد اشاره می کنیم

۳-۵ ضریب تراکم

$$\text{ضریب تراکم} = \frac{\text{حجم اتم های کامل موجود در سلول واحد}}{\text{حجم سلول واحد}}$$

بنابراین تعیین ضریب تراکم مستلزم تعیین تعداد اتم ها موجود در سلول آن ساختار کریستالی می باشد

الف) تعیین تعداد اتم ها در سلول واحد (bcc)

شکل ۳-۱۲ ب

$۸ \times \frac{۱}{۸} + ۱ = ۲$ اتم کامل

ب) تعیین تعداد اتم ها در سلول واحد (fcc)

شکل ۳-۱۳ ب

$۸ \times \frac{۱}{۸} + ۶ \times \frac{۱}{۲} =$ ۴ اتم کامل

ج) تعیین تعداد اتم ها در سلول واحد (hcp)

شکل ۳-۱۴ ب

$۱۲ \times \frac{۱}{۸} + ۲ \times \frac{۱}{۲} + ۳ =$ ۶ اتم کامل

مثال ۳-۲ محاسبه ضریب تراکم در سلول واحد bcc و fcc و مقایسه آنها با یکدیگر

۱- ضریب تراکم در bcc:

$a_{bcc} = \frac{۴r}{\sqrt{۳}} \Longrightarrow$ ضریب تراکم $= \frac{\frac{۴}{۳}\pi r^{۳} \times ۲}{a_{bbc}^{۳}} = ۰/۶۸$

۲- ضریب تراکم در fcc

$a_{fcc} = \frac{۴r}{\sqrt{۲}} \Longrightarrow$ ضریب تراکم $= \frac{\frac{۴}{۳}\pi r^{۳} \times ۴}{a_{fcc}^{۳}} = ۰/۷۴$

چگالی

همانگونه که اشاره شد چگالی یک عنصر را می‌توان با استفاده از ضریب تراکم اتمی بدست آورد و بلعکس با داشتن چگالی و نوع ساختار کریستالی شعاع اتمی و ثابت شبکه را بدست آورد

برای مثال در سلول واحد ساختار مکعبی با ضلع a، n اتم وجود داشته باشد وزن سلول واحد برابر است با مجموع وزن اتم‌های موجود در آن. اگر وزن اتمی (M) را با واحد gr/mol نمایش دهیم و عدد آووگادرو با N_A نمایش دهیم

$$N_A = 6{,}02 \times 10^{23}\ atoms/mol$$

وزن هر سلول واحد از رابطه زیر بدست می‌آید

$$m = \frac{nM}{N_A} \text{ جرم سلول واحد} \implies \rho = \frac{m}{V} = \frac{nM}{N_A a^3} \quad (۳-۱۱)$$

$$\rho = \frac{nM}{N_A V} \quad (۳-۱۲)$$

مثال ۳-۳. محاسبه چگالی آلومینیم

$$r = 1{,}431\ \mathring{A} = 1{,}431 \times 10^{-10}\ m = 1{,}431 \times 10^{-7}\ mm$$

$$a = \frac{4r}{\sqrt{2}} = \frac{4 \times 1{,}431\ \mathring{A}}{\sqrt{2}} = 4{,}06\ \mathring{A} = 4{,}06 \times 10^{-10}\ m$$

$$\rho = \frac{4 \times 26{,}97 \times 10^{-3}\ kg/mol}{(4{,}06 \times 10^{-10})^3 \times 6{,}02 \times 10^{23}\ atoms/mol} = 2{,}68 \times 10^{3}\ kg/m^3$$

نکته: این چگالی مربوط به یک کریستال کامل و بدون عیب می باشد چگالی واقعی که از تقسیم جرم بر حجم نمونه کریستالی بدست می آید به دلیل وجود عیب ها و جاهای خالی مقدار کمتری خواهد داشت

۳-۶ چگالی اتمی خطی و صفحه ای

$$\text{چگالی خطی} = \frac{\text{تعداد اتم های کامل روی یک خط}}{\text{طول خط}}$$

$$\text{چگالی سطحی} = \frac{\text{تعداد اتم های کامل روی یک صفحه}}{\text{مساحت صفحه}}$$

مثال ۳-۴ محاسبه چگالی خطی اتم ها در امتداد [۱۱۰] در شبکه کریستالی مس

$r_{Cu} = ۱٫۲۷۸ \, Å = ۱٫۲۷۸ \times ۱۰^{-۷} mm$ و fcc

$$\text{چگالی اتمی خطی} = \frac{\text{تعداد اتم}}{\text{طول پاره خط}} = \frac{۲}{a\sqrt{۲}} = \frac{۲}{۴r} = \frac{۲ atoms}{۴(۱٫۲۷۸ \times ۱۰^{-۷} mm)} = ۳٫۹ \times ۱۰^{۶} atoms/mm$$

مثال محاسبه چگالی اتمی صفحه (۱۰۰) شبکه کریستالی سرب

$r_{Pb} = ۱٫۷۵۰ \, Å = ۱٫۷۵ \times ۱۰^{-۷} mm$ و fcc

$$a_{Pb} = \frac{۴r}{\sqrt{۲}} = \frac{۴(۱٫۷۵۰ \times ۱۰^{-۷} mm)}{\sqrt{۲}} = ۴٫۹۵ \times ۱۰^{-۷} mm$$

$$\text{چگالی} = \frac{۲ atoms}{(۴٫۹۵ \times ۱۰^{-۷} mm)^{۲}} = ۸٫۲ \times ۱۰^{۱۲} atoms/mm^{۲}$$

فصل چهارم:
عیوب شبکه کریستالی

کریستالی که شبکه‌ای کاملاً منظم از تکرار سلول واحد باشد کریستال ایده آل می باشد اما چنین کریستالی در طبیعت به ندرت یافت می شود بلکه کریستال ها دارای عیوب مختلفی هستند که تأثیر عمده‌ای بر خواص فیزیکی و مکانیکی آنها می گذارد

با کنترل این عیوب می توان فلزات و آلیاژ ها با استحکام بالا، مغناطیس های با قدرت بیشتر، پیل های خورشیدی پیشرفته و در کل مواد با خواص صنعتی بهتر تولید نمود.

عیوب شبکه کریستالی با توجه به ابعاد و شکلی که دارند به چهار دسته‌ی زیر تقسیم می شوند

۱) عیوب نقطه‌ای (صفر بعدی)

۲) عیوب خطی (یک بعدی)

۳) عیوب صفحه‌ای (دو بعدی)

۴) عیوب فضایی (سه بعدی)

عیوب در اثر عوامل خارجی ایجاد می شوند برای مثال رشد غلط کریستال ها در فرآیند ریخته گری خصوصا هنگام انجام سریع باعث ایجاد عیوب می گردد و یا تغییر شکل های پلاستیک منجر به تشکیل این عیوب می شود خواصی که به شدت تحت تأثیر این عیوب قرار دارند عبارتند از: استحکام و شکل پذیری فلزات، هدایت الکتریکی نیمه هادی ها، خواص مغناطیسی، رسانایی الکتریکی فوق هادی ها استحکام در دماهای بالا و قابلیت هدایتی مواد سرامیکی کریستالی در دماهای پایین

۴-۱ عیوب نقطه‌ای

۴-۱-۱ عیب جای خالی اتمی

مهم ترین و ساده ترین عیب نقطه‌ای می باشد (شکل ۴-۱) به هنگام انجماد سریع و یا پرتودهی با پرتوی انرژی بالا رخ می دهد

تعداد جاهای خالی در شبکه کریستالی قابل محاسبه می باشد

انرژی ای که برای جدا کردن یک اتم از موقعیت شبکه خود لازم است انرژی تشکیل محل خالی نامیده می شود

با حرارت دهی به ماده‌ی کریستالی و در نتیجه ی آن افزایش انرژی داخلی تعدادی جای خالی اتمی بوجود می آید زیرا با افزایش انرژی حرارتی دامنه‌ی ارتعاشات حرارتی اتم‌ها افزایش می یابد تا حدی که احتمال خارج شدن برخی از اتم‌ها از موقعیت پایین ترین سطح انرژی ایجاد می شود

ایجاد جای خالی نه فقط با افزایش انرژی داخلی سیستم بلکه با افزایش انتروپی سیستم همراه است

هرگاه کریستالی با حجم معین در دمای ثابت در نظر گرفته شود طبق قوانین ترمودینامیک این کریستال موقع ای در پایدار ترین حالت خود است که انرژی آزاد آن (F) به کمترین مقدار برسد

$$F = U - TS \qquad (1\text{-}4)$$

$$\Delta F = \Delta U - T\Delta S$$

هرچه بی نظمی بالاتر باشد آنتروپی زیادی شود بنابراین وجود رخدادن جای خالی اتمی آنتروپی را بالا برده و مقدار TS در رابطه بالا افزایش یافته و نهایتاً انرژی آزاد کاهش می یابد

یک کریستال معیوب در قیاس با کریستال ایده آل، انرژی آزاد کمتری دارد

تاثیر جاهای خالی اتمی بر روی عوامل سمت راست رابطه ۴-۱ قابل محاسبه می باشد.

[illegible]

مسئله جانشینی تعداد جاهای خالی اتمی (n) در شرایطی می باشد که انرژی آزاد (F) در کمترین مقدار می باشد

اگر میزان انرژی لازم برای ایجاد یک جای خالی u باشد در این صورت مقدار افزایش انرژی داخلی سیستم (ΔU) دارای n جای خالی برابر است با:

$$\Delta U = nu \qquad ۴-۲$$

اگر تعداد کل اتم‌های شبکه N در نظر گرفته شود با توجه به اینکه تعداد اتم‌هایی که محل خود را ترک نموده‌اند n می باشد تعداد امکان‌ها برای موقعیت‌های جای خالی از رابطه‌ی زیر بدست می آید

$$\frac{N!}{(N-n)!\,n!} \qquad ۴-۳$$

افزایش مقدار آنتروپی در این حالت از رابطه‌ی زیر بدست می آید

$$\Delta S = K \ln \frac{N!}{(N-n)!\,n!} \qquad ۴-۴$$

تغییر انرژی آزاد سیستم با توجه به رابطه ۴-۱ از رابطه‌ی زیر بدست می آید

$$\Delta F = \Delta U - T\Delta S \qquad ۴-۵$$

$$\Delta F = nu - KT \ln \frac{N!}{(N-n)!\,n!} \qquad ۴-۶$$

اگر وابستگی انرژی آزاد به تعداد جای خالی (n) را در نظر بگیریم زمانی انرژی آزاد سیستم به کمترین مقدار می‌رسد که :

$$\frac{\partial(\Delta F)}{\partial n} = 0 = u - KT \ln \frac{N-n}{n}$$ ۲-۴ و ۴-۸

$$u = KT \ln \frac{N-n}{n}$$ ۹-۴

هرگاه $n << N$ باشد رابطه ۹-۴ را می توان به صورت زیر بنویسیم

$$u = KT \ln \frac{N}{n}$$ ۱۰-۴

$$n = N e^{-u/KT}$$ ۱۱-۴

اگر انرژی جای خالی یک اتم را u در نظر بگیریم انرژی لازم برای تشکیل یک مول جای خالی Q خواهد بود که N_A عدد آووگادرو می باشد حال اگر رابطه $K = \frac{R}{N_A}$ در نظر بگیریم $Q = N_A u$ با جایگزاری در رابطه فوق خواهیم داشت :

$$n = N e^{-Q/KT}$$ ۱۲-۴

با توجه به رابطه‌ی بالا افزایش دما تعداد جاهای خالی را افزایش می دهد البته باید توجه شود که در دماهای نزدیک و بالاتر از دمای ذوب ماده در حالت مذاب می باشد دیگر شبکه کریستالی و در نتیجه جای خالی دیگر معنی ندارد

مثال ۴-۱ محاسبه تعداد جای خالی اتمی لازم برای دستیابی به یک چگالی معین

$$\rho_{\text{تئوری}} = \frac{nM}{VN_A} = \frac{2 \times 55{,}847\ g/mol}{(2{,}866 \times 10^{-10} m)^3 (6{,}02 \times 10^{23}\ atoms/mol)} = 7{,}8814 \times 10^{6}\ g.m^{-3}$$

$$n = \frac{\rho V N_A}{M} = \frac{(7{,}87 \times 10^{6}\ g/m^3)(2{,}866 \times 10^{-10} m)^3 (6{,}02 \times 10^{23}\ atom/mol)}{55{,}847\ g/mol} = 1{,}99971\ atom$$

$$2 - 1{,}99971 = \%0029$$

a^3 ⟶ $0/029$

$1\,m^3$ ⟶ n

$$\Longrightarrow n = \frac{0/029}{(2/866 \times 10^{-10})^3} = 1/23 \times 10^{26}$$

مثال ۴-۲ تعیین دمای لازم برای حرارت دهی و کسب تعداد جای خالی اتمی مورد نظر

ابتدا تعداد اتم ها در سلول واحد مس را در هر متر مکعب از مس بدست می آوریم

$$n = N e^{Q/KT}$$

$$\frac{1000n}{n} = \frac{Ne^{Q/KT}}{Ne^{Q/K \times 298}} \Longrightarrow 1000 = e^{\frac{Q}{K}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{298}\right)}$$

۴-۱-۲ عیب بین نشینی

این عیب در اثر قرار گرفتن یک اتم در فضای خالی موجود بین اتم های شبکه بوجود می آید. شرط اولیه برای قرار گرفتن یک اتم ثالث به صورت بین نشینی در میان اتم های شبکه، به اندازه کافی کوچک بودن شعاع اتمی آن در مقایسه با اتم های شبکه اصلی می باشد (شکل ۴-۲)

مثال ۴-۳ پیش بینی امکان قرار گرفتن اتم کربن به صورت بین نشینی در شبکه آهن:
محل های مناسب برای قرار گرفتن کربن در شبکه آهن با شبکه fcc در مرکز و یا در وسط یال ها می باشد و در شبکه آهن bcc در فضایی به مختصات $[\frac{1}{4}, \frac{1}{2}, 0]$

ح و ب جاها هستند

$a_{bcc} = 0.2866 \ nm$

$a_{fcc} = 0.3571 \ nm$

$a_c = 0.071 \ nm$

$$R_{bcc} = \frac{\sqrt{3}a}{4} = \frac{\sqrt{3} \times 0.2866}{4} = 0.124 \ nm$$

$$(R+r)^2 = (\tfrac{1}{2}a)^2 + (\tfrac{1}{4}a)^2 = \frac{5}{16}a^2 = \frac{5}{16}\left(\frac{4R}{\sqrt{3}}\right)^2 = \frac{5R^2}{3}$$

$$r + R = \sqrt{\frac{5}{3}}\,R \implies r = 0.0361 \ nm$$

$$R_{fcc} = \frac{\sqrt{2}a}{4} = \frac{\sqrt{2} \times 0.3571}{4} = 0.1264 \ nm$$

$$2r + 2R = a \implies r = \tfrac{1}{2}a - R = 0.0523 \ nm$$

در ساختار bcc به هم خوردگی بیشتری ایجاد می شود

۲۴ تا در bcc <== در سلول واحد ۱۲ تا کامل

درصد اتمی کربن در سلول bcc = $\frac{\text{اتم کربن ۱۲}}{\text{اتم آهن ۲ + اتم کربن ۱۲}} \times ۱۰۰ = ۸۶\%$

برای fcc در سلول واحد ۴ تا کامل

$1 + 12 \times \frac{1}{4} = 4$

درصد اتمی کربن در سلول fcc = $\frac{\text{اتم کربن ۴}}{\text{اتم آهن ۴ + اتم کربن ۴}} \times ۱۰۰ = ۵۰\%$

۴-۱-۳ عیب جانشینی
در یک کریستال ممکن است به جای اتم‌های شبکه یا در فضاهای اتم‌های ناخالصی موجود در بین اتم‌های شبکه قرار گیرند در حالت اول شعاع اتم جانشینی تقریباً برابر اندازه‌ی شعاع اتم اصلی شبکه می‌باشد (شکل ۴-۴)

۴-۱-۴: عیب شوتکی
در ماده‌ی کریستالی با پیوند یونی سبب شکل‌گیری وجود یک جفت جای خالی یونی عیب شوتکی می‌شود باوجود این عیب ماده در صورتی از لحاظ بار الکتریکی خنثی است که یکی از محل‌های خالی آنیونی (منفی) و دیگری کاتیونی (مثبت) باشد در شکل ۴-۵ این حالت خنثی نشان داده شده است اما حالت‌های منفی و مثبت نیز ممکن است

۴-۱-۵ عیب فرنکل
وجود یک محل خالی با یک عیب بین‌نشینی همراه با هم، عیب فرنکل نامیده می‌شود (شکل ۴-۵) این عیب با ترک یک الکترون از جای خود و قرار گرفتن به صورت بین‌نشینی در شبکه و برجا گذاشتن یک جای خالی یونی ایجاد می‌شود

* در ساختارهای کریستالی متراکم عیوب بین‌نشینی و فرنکل کمتری نسبت به عیوب جای خالی و شوتکی وجود دارد

اگر در یک ماده کریستالی یونی از شبکه آن توسط یونی دیگر با بار الکتریکی کمتر یا بیشتر جایگزین شود می‌تواند نوعی دیگر از عیب نقطه شکل گیرد برای مثال یون Ca^{2+} جایگزین یون Na^+ در شبکه کریستالی نمک طعام ($NaCl$) گردد (شکل ۴-۶)

یکی از روش‌هایی که امروزه برای ایجاد جای خالی استفاده می‌شود برخورد ذرات دارای انرژی زیاد از جمله الکترون‌ها و نوترون‌ها می‌باشند. به هنگام این برخورد مقداری انرژی به اتم منتقل می‌شود به طوری که اگر این مقدار از انرژی پیوند اتمی شبکه بیشتر باشد آن اتم محل خود را ترک نموده و به سمت محل خالی موجود بین اتم‌های دیگری رود به این ترتیب عیب فرنکل ایجاد می‌شود

باید توجه شود که عیوب نقطه‌ای یا جاهای خالی گاهی اوقات مزایایی دارند و باعث سهولت انجام پدیده‌ها و فعل و انفعالاتی می‌شود که به برخی از آنها به شرح زیر اشاره می‌نماییم

۱) وجود جاهای خالی در شبکه کریستالی ما پدیده‌ی نفوذ را آسان‌تر می‌سازد برای مثال در آبکاری و سخت کردن سطحی فولادها و آلیاژها از آن استفاده می‌شود

۲) وجود عیب نقطه‌ای سبب بروز تغییراتی در رنگ کریستال می‌شود

۳) عیوب نقطه‌ای شرط اولیه برای فوتوگرافی (تصویر برداری) می‌باشند

۴) از وجود عیب نقطه و یا محل‌های خالی در کریستال‌ها می‌توان برای ساخت بلورهای نیمه عایق یا نیمه هادی استفاده نمود بدین ترتیب که مقداری ناخالصی در بین لایه‌های یک بلور بین عایق قرار می‌گیرد تا آن را به یک نیمه هادی تبدیل نماید

۴_۲: عیوب خطی

۴_۲_۱: نابجایی لبه‌ای یا خطی

شبکه کریستالی آرایش اتمی می‌تواند به گونه‌ای شکل گیرد که یک صفحه اتمی در شبکه به طور کامل ادامه نداشته باشد و یا یک نیم صفحه اتمی اضافی بین دو لایه قرار گیرد (شکل ۴-۹) این عیب را نابجایی لبه‌ای و انتهای لبه نیم صفحه اضافی را خط نابجایی گویند

کمیتی که برای تعیین مقدار و جهت این عیب بکار می‌رود کمیتی برداری می‌باشد به نام بردار برگرز، مقدار و جهت این بردار از طریق طی مسیری پیرامون خط نابجایی تعیین می‌شود. نقطه شروع مسیر، نقطه‌ای در نزدیکی خط نابجایی می‌باشد و این مسیر فواصل اتمی را در جهات قائم و افقی طی می‌کند تا به نقطه‌ی پایان مسیر برسد.

بردار برگرز را به صورت [b] نشان می‌دهند

چنانچه شبکه کریستال فاقد این عیب بود در انتهای مسیر با تعداد فواصل اتمی مساوی در جهت‌های قائم و افقی روبرو بودیم. اندازه‌ی این بردار مضرب صحیحی از واحد شبکه می‌باشد و جهت آن عمود بر خط نابجایی‌ها است

هرگاه یک دور برگرز شامل چند نابجایی شود بردار برگرزی از آن ناشی می‌شود که برابر حاصل جمع بردار برگرز هر یک از نابجایی‌ها می‌باشد اگر خط نابجایی و بردار برگرز مانند این حالت بر هم عمود نباشند نابجایی‌های پیچی و مختلط خواهیم داشت که در بخش‌های بعدی به آن اشاره می‌نماییم

۴-۲-۲ نابجایی پیچشی

با اعمال یک تنش برشی مطابق شکل ۴-۱۰ به شبکه کریستالی، بخشی از آن روی بخشی دیگر می لغزد که این عیب را نابجایی پیچی گویند
همچنین می توان تصور کرد که دو قسمت از یک شبکه کریستالی در جهت مخالف روی هم لغزیده اند به طوری که این لغزش تنها روی یک صفحه در جهت موازی خط نابجایی انجام گرفته است و اتم ها مجدداً در ردیف هم قرار می گیرند
مرز انتهایی قسمت پیچ خوردگی، خط نابجایی می باشد
بردار برگرز بیشترین مقدار لغزش را که به اندازه‌ی یک فاصله اتمی است نشان می دهد. در نابجایی پیچی بردار برگرز با خط نابجایی موازی می باشد

۴-۲-۳ نابجایی مختلط

از به هم پیوستن نابجایی لبه‌ای و پیچی ایجاد می شود

۴-۳ عیوب صفحه‌ای

۴-۳-۱ عیوب لایه‌ای

عیب لایه‌ای از قرار گرفتن بدون نظم و ترتیب صفحه‌های اتمی روی یکدیگر بوجود می‌آید به به ترتیب که در قسمتی از کریستال یکی از لایه‌ها وجود ندارد

برای مثال اگر در سیستم هگزاگونال با ترکیب لایه‌ها به صورت ABBABAB مواجه باشیم و آن را با ترتیب عادی این سیستم یعنی ABABABAB مقایسه کنیم متوجه عدم وجود یک لایه‌ی A و عیب لایه‌ای می شویم

و یا در سیستم مکعب وجوه مرکزدار با ترتیب ABC BC ABC به جای ترتیب عادی ABC ABC ABC باز با عیب لایه‌ای فقدان لایه‌ی A مواجه می باشیم

۴-۳-۲ مرز دانه‌ها

یکی از عیوب دو بعدی که اهمیت زیادی در خواص مکانیکی مواد دارد، مرز دانه‌ها می باشد می دانیم که تقریباً تمام مواد کریستالی، چند کریستالی بوده و یا به عبارت دیگر از تعداد زیادی دانه تشکیل شده است. مرز دانه‌ها در شرایط انجماد بعد از شکل گیری سلول‌های واحد در نقاط مختلف مذاب و تشکیل دانه‌ها با جهت گیری شبکه کریستالی متفاوت و رشد و برخورد آنها به یکدیگر ایجاد می شود بنابراین هر دانه با مرز دانه از دانه مجاور جدا می شود

۴-۴ عیوب فضایی

عیوب فضایی یا سه بعدی عیوبی مانند حفره های انقباضی داخلی، ترک های مویی و شکاف های ریز داخلی می باشد

با توجه به مطالب اشاره شده در این فصل، تنها عیب ساده ی جای خالی می تواند در حالت تعادل حرارتی بوجود آید در حالی که بقیه عیوب شبکه از لحاظ ترمودینامیکی در حالت تعادل نمی باشد و تحت تأثیر عوامل خارجی تشکیل می شود برای مثال تشکیل حفره های ریز در اثر خروج گازها پس از فرآیند انجماد ماده، شکل گیری شکاف ریز در قطعات صنعتی در اثر بر هم کنش نابجایی ها با یکدیگر، به ویژه در هنگام اعمال بار خارجی و جوانه زنی ترک در اثر تغییر شکل پلاستیکی همه تحت تأثیر عوامل خارجی می باشد

فصل پنجم :

خواص مکانیکی مواد :

مقدمه :

عکس العمل ماده‌ی جامد در مقابل نیروها ، گشتاورها و بطور کلی هر تنش خارجی در شرایط خاص محیط کار یا محیط آزمایش رفتار و یا خاصیت مکانیکی آن نامیده می‌شود

روش‌های استانداردی برای دستیابی به خواص مکانیکی وجود دارد

کیفیت موادی که در طراحی بکار می‌روند به خواص مکانیکی آن وابسته است

در مورد تک کریستال به علت ناهمسانگردی خواص مکانیکی در جهات متفاوت مختلف می‌باشد

در حالیکه در مواد چند کریستالی با دانه‌های کریستالی اما با توزیع یکنواخت خاصیت همسانگردی وجود دارد در مواد چند کریستالی با دانه‌های کریستالی جهت دار و مواد پلیمری با مولکول‌های زنجیره‌ای جهت دار با خاصیت ناهمسانگردی مواجه هستیم

برای اندازه‌گیری خواص مکانیکی مواد ناهمسانگرد باید از جهات مختلف نمونه برداری شود و پس از آزمایش مناسب‌ترین و نامناسب‌ترین جهات از لحاظ اعمال تنش بدست می‌آید

در مورد مواد همسانگرد اشاره شد که خواص در همه‌ی جهات یکسان می‌باشد

تنش:

تنش نقطه‌ای:

$$\sigma = \lim_{\Delta A \to 0} \frac{\Delta F}{\Delta A} = \frac{dF}{dA}$$

تنش میانگین (یکنواخت)

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

اگر سطح مقطع در نظر گرفته شده همانند شکل ۵-۲ به طور اساسی بارگذاری عمود نباشد به طوری که زاویه ما بین بردار عمود بر سطح و بردار نیرو قرار داشته باشد نیروی اعمال شده خود به دو مولفه عمود و مماس بر صفحه

تجزیه می‌شود و از طریق روابط زیر می‌توان تنش نرمال (σ_n) و تنش برشی (σ_t) را بدست آورد

$$\sigma_n = \frac{F'}{A'} = \frac{F\cos\alpha}{A/\cos\alpha} = \frac{F}{A}\cos^2\alpha = \sigma\cos^2\alpha$$

$$\sigma_t = \frac{F\sin\alpha}{A'} = \frac{F}{A}\sin\alpha\cos\alpha = \tau = \sigma\sin\alpha\cos\alpha = \frac{1}{2}\sigma\sin 2\alpha$$

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

ابتدا در مقاومت مصالح تنش در یک نقطه به صورت یک تانسور مرتبه دو (ماتریس ۳×۳) تعریف می گردد.

تغییر شکل ها می توانند الاستیک (بازگشت پذیر) و یا پلاستیک (دائمی) باشند

۵-۱ الاستیک

در شکل ۵-۳ تغییر شکل های ناشی از تنش های محوری کششی و فشاری (الف و ب) و تنش برشی (ج) نشان داده شده است

اگر در محدوده ی الاستیک قرار داشته باشیم پس از باربرداری به شکل اولیه (محدوده ی خط چین) باز می گردیم

همین طور در محدوده ی الاستیک باید توجه نماییم که ارتباط بین تنش و کرنش متناسب می باشد که از این موضوع برای تعیین ضریب یانگ یا مدول الاستیک استفاده می نماییم

۵-۱-۱ ضریب (مدول) الاستیک یا یانگ

مدول یانگ $E = \frac{\sigma}{\varepsilon}$

قانون هوک $\sigma = E\varepsilon$

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0}$$

۵-۱-۲ عوامل موثر در مدول الاستیک

۱- جهات کریستالی:

تک کریستال‌ها ناهمسانگردی می‌باشند بنابراین خاصیت مکانیکی ضریب الاستیک در جهات مختلف کریستال متفاوت می‌باشند (جدول ۵-۱)

در چند کریستال‌ها که از تعداد زیادی دانه بدون هیچ نظم و ترتیب خاص در جهات مختلف تشکیل شده‌اند ضریب الاستیک در تمام جهات یکسان می‌باشد به طوری که می‌توان آن‌ها را همسانگرد در نظر گرفت و یک مقدار متوسط E^* و G^* در آن‌ها در نظر گرفت

در بعضی از عملیات شکل‌دهی مانند نورد، دانه‌های یک چند کریستالی می‌توانند جهت‌دار شوند که این موضوع رفتار همسانگرد چند کریستالی را تغییر داده و باعث بروز رفتار متفاوت در جهات مختلف یا ناهمسانگردی می‌شود

۲- دما:

ضریب الاستیک به قدرت اتصالات اتمی در شبکه کریستالی بستگی دارد و تحت تأثیر مقدار متوسط فواصل (اتمی) می باشد با افزایش دما این فواصل افزایش می یابد از این رو ضریب الاستیک کاهش می یابد

وابستگی ضریب الاستیک به دما برای فلزات و سرامیک ها کمتر از مواد پلیمری می باشد

۳- عناصر آلیاژی

تأثیر عناصر آلیاژی و ناخالصی ها برحسب نوع، مقدار و نوع فازهایی که با عنصر اصلی تشکیل می دهند متفاوت است مثلاً ترکیبات پایدار مانند کاربیدها و اکسیدها که نقطه ی ذوب بالایی دارند ضریب الاستیک بالایی نیز دارند

۵-۱-۳ نسبت ضریب الاستیک به چگالی (مدول ویژه)

این نسبت برای برخی از استفاده ها در صنایع هوابیمایی و ساختمانی مهم می باشند

$$\frac{E}{\rho}$$

۵-۱-۴ مدول برشی (G)

مشابه با قانون هوک در حالت بارگذاری قائم $\tau = \gamma \cdot G$

($\sigma = E\varepsilon$) در حالت برشی نیز ارتباط بین $\gamma = tg\,\alpha = \frac{a}{b}$

تنش برشی با کرنش برشی از طریق مدول برشی (G) صورت می گیرد (جدول ۵-۲)

۵-۱-۵ ضریب پواسون (پواسان)

با اعمال تنش کششی تک محوره ماده در امتداد محوری کشیده می شود به طوری که کرنش طولی با مقدار مثبت در راستای بارگذاری از رابطه زیر بدست می آوریم $\varepsilon_L = \frac{\Delta L}{L}$ کرنش طولی

و هم زمان در جهت قطر کاهش طول داریم که مقدار آن منفی می باشد

$\varepsilon_D = \frac{\Delta D}{D}$ کرنش در جهت

ضریب پواسون از رابطه زیر بدست می آید

$$\nu = -\frac{\varepsilon_D}{\varepsilon_L}$$

سه کمیت E و G و ν از طریق رابطه ۵-۱۰ به هم وابسته می شوند

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

بنا براین دو عدد از آنها مستقل می باشند

مقدار ν برای مواد مختلف بین ۰ تا ۰/۵ است برای لاستیک نرم $\nu = 0/49$ است

کرنش حجمی:

کرنش حجمی $\varepsilon_v = \frac{\Delta V}{V_0} = \Delta$ کرنش حجمی

K مدول حجمی ⟸ شیب منحنی P و کرنش حجمی $= K\Delta$

$$K = \frac{P}{\Delta V / V_0} \qquad 5\text{-}11$$

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \qquad 5\text{-}12$$

با توجه به رابطه ۵-۱۲ اگر حجم ثابت باشد ($\frac{\Delta V}{V} = 0$) مدول حجمی یا بالک بی نهایت می باشد و با توجه به رابطه ۵-۱۲ ، $\nu = 0/5$ خواهد بود

۵-۲ تغییر شکل پلاستیک مواد

در اکثر کاربردهای صنعتی با در نظر گرفتن ضریب اطمینان بالا، در محدوده الاستیک باقی می‌مانیم. اما اگر مطالعه تغییر پلاستیک مورد نظر باشد ابتدا تغییر شکل پلاستیک تک کریستالی پرداخته و سپس به تغییر شکل چند کریستالی می‌پردازیم

سیستم‌های لغزشی:

لغزش صفحات اتمی در امتداد صفحات و جهات کریستالی معینی به وقوع می‌پیوندد که به آنها سیستم‌های لغزش می‌گوییم

شکل ۵-۷:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \qquad \tau = \frac{F\cos\lambda}{A/\cos\theta} = \sigma \underbrace{\cos\lambda\cos\theta}_{\text{ضریب اشمید}}$$

$$\tau_c = \sigma_y \cos\lambda \cos\theta$$

همانگونه که در شکل ۵-۷ دیده می شود مقدار تنش برشی (τ) در جهت لغزش را می توان از طریق رابطه ی زیر به تنش فام σ ارتباط داد به طوری که برای هر جهت لغزش ضریب اشمید مربوط به خود وجود دارد

$$\tau_0 = \sigma \cos\lambda \cos\theta$$

برای آغاز لغزش مقدار τ باید به یک مقدار بحرانی (τ_c) برسد که در این هنگام:

$$\tau_c = \sigma_y \cos\lambda \cos\theta$$

جهات لغزش متنوع و ضریب اشمید متناظر متفاوتی وجود دارد لغزش ابتدا در جهتی رخ می دهد که ضریب اشمید آن بیشینه باشد.

کمترین تنش لازم برای شروع تغییر شکل پلاستیک با لغزش موقعی واقع می شود که تک کریستال به گونه ای قرار گیرد که امتداد صفحه لغزش آن نسبت به راستای نیروی ۴۵° گردد که در این هنگام

$$\sigma = \frac{\tau}{\cos\lambda \cos\theta} \quad , \quad \theta = \frac{\pi}{4} \Longrightarrow \boxed{\sigma = 2\tau}$$

در حالتی زاویه θ یا λ، ۹۰° شود $\tau = 0$ و لغزشی مورد انتظار نیست

در جدول ۵-۳۵ برای ساختارهای کریستالی صفحات لغزش و جهات لغزش ارائه شده اند

همانگونه که ملاحظه می شود ساختار fcc و bcc، ۱۲ سیستم لغزش یا همان جهت لغزش دارند

درساختار bcc تنش بحرانی (τ_c) نسبت به ساختارهای متراکم تر fcc و hcp بالاتر می باشد زیرا لغزش در صفحه‌های متراکم تر و در جهات با تراکم بیشتر با سهولت بیشتری صورت می گیرد این موضوع را در جدول ۵-۴ مشاهده می کنید.

اصلاح جدول ۵-۴ | منیزیم و تیتانیم hcp

تنش بحرانی τ (GN/m^2)

تنش برشی بحرانی به دما، مقدار ناخالصی و وجود و عدم وجود مرزدانه وابسته است.

افزایش دما باعث کاهش تنش برشی می شود

اضافه مقدار جزئی ناخالصی باعث افزایش تنش برشی می شود

در برخی از فلزات خالص با ساختار hcp لغزش عرضی می تواند صورت بگیرد که این فلزات ترد می باشند

۵-۲-۲ نقش نابجایی ها در تغییر شکل پلاستیک

در تغییر شکل پلاستیکی سطح وجود نابجایی های خطی (لبه ای یا پیچی) سبب کاهش قابل ملاحظه ی تنش برشی برای لغزش صفحات اتمی روی یکدیگر می شود

همانگونه که در شکل ۵-۸ دیده می شود نابجایی با اعمال تنش برشی از یک محل شروع به حرکت می کند و گام به گام جلو می رود. حرکت گام به گام نیاز به انرژی کمتری در مقایسه با حرکت پیوستدی بخشی از کریستال روی بخش دیگری دارد.

حرکت نابجایی لبه ای ها می توان در اشکال ۵-۹ و ۵-۱۰ با حرکت کرم خاکی مقایسه نمود

حرکت نابجایی ها روی صفحه لغزش و در جهت لغزشی رخ می دهد که چگالی اتمی بیشینه باشد. بردار برگرز جهت لغزش نابجایی و اندازه ی این بردار $|\vec{b}|$ مقدار لغزش نابجایی در هر گام می باشد. تنش برشی مورد نیاز برای حرکت نابجایی از یک موقعیت تعادلی به موقعیت تعادلی دیگر از رابطه ی زیر بدست می آید

$$\tau = c \cdot \exp\left[-k \frac{d}{b}\right]$$

۵-۲-۳ واکنش (ترکیب) نابجایی‌ها و تجزیه نابجایی

* واکنش (ترکیب)
در تغییر شکل پلاستیک با اعمال تنش برشی تعدادی از نابجایی‌ها ممکن است به هم نزدیک شده و واکنش‌هایی صورت گیرد که این واکنش‌ها ممکن است این تغییر شکل را آسان‌تر کنند و در مواردی نیز ممکن است سخت‌تر کنند.
* به طور مشابه با بحث ترکیب نابجایی‌ها بحث تجزیه نابجایی‌ها نیز مطرح می‌باشد مثلاً در شکل ۵-۱۱ یک نابجایی با بردار برگرز b_1 می‌تواند به دو نابجایی با بردارهای برگرز b_2 و b_3 تجزیه گردد زیرا لغزش در مسیری رخ می‌دهد که کمترین انرژی مورد نیاز باشد

$$b_1^2 \geq b_2^2 + b_3^2$$

بانک تجارت

۵-۲-۴ تجمع نابجایی ها

در صورتی که در سر راه نابجایی ها در صفحات لغزش موانعی همچون ناخالصی ها، مرز دانه ها و ... وجود داشته باشد رفتار نابجایی ها در مقابل آنها متفاوت است. اگر از انرژی کافی برخوردار باشد هنگام برخورد با موانع می توانند از داخل موانع (از طریق برش یا خود کردن آن) عبور کنند یا در غیر این صورت نابجایی ها در پشت موانع همانند شکل تجمع می نمایند.

اگر سطح بالاتری اعمال شود ممکن است نابجایی ها به صفحات لغزش دیگری صعود نماید و در آن صفحات به حرکت خود ادامه دهند.

نابجایی های پیچی نیز وجود دارند، عبور آنها از موانع تا حدی آسانتر از نابجایی های لبه ای می باشند. زیرا در آنها بردار برگرز موازی با خط نابجایی می باشد

۵-۲-۵ : حذف

بانک تجارت

۵-۳ نمودار تنش برشی - لغزش

۵-۳-۱: سخت شدن در اثر تغییر شکل پلاستیکی سرد :

نمودار منحنی های الف و ب در زیرنویس شکل ۵-۱۵ مشخص شده است بطور خلاصه در منحنی الف لغزش در ابتدا برای یک جهت کریستالی که تنش برشی در آن بزرگتر از دیگر سیستم های برشی است آغاز می شود درحالیکه برای منحنی ب یک لغزش چندگانه از ابتدا صورت می گیرد

بانک تجارت

سالروز حماسه مردم آمل

شدت کارسختی = $\frac{d\tau}{da}$

* منحنی الف - محدوده I :

در این محدوده با ازدیاد لغزش تنش برشی تا حدی افزایش می یابد. در این محدوده تنها یک سیستم لغزشی فعال می شود و نابجایی ها بدون برخورد با موانع می توانند لغزش نسبتاً زیادی داشته باشند

* منحنی الف - محدوده II :

با افزایش تنش برشی سیستم های لغزشی دیگری نیز شروع به فعالیت می کند به طوریکه در این محدوده نابجایی ها در این صفحه لغزش می توانند در صفحات متقاطع باهم برخورد نمایند این برخورد موجب تحرک کمتر نابجایی ها و یا ایجاد نابجایی های غیر متحرک به نام نابجایی های لومر- کاترل می شود و این موضوع خود عامل سختی بیشتر ماده می گردد به عبارت دیگر برای ادامه لغزش به تنش برشی بیشتری احتیاج داریم. شیب منحنی در این محدوده زیاد و تقریباً ثابت می باشد

* منحنی الف - محدوده III :

در محدوده ۳ با افزایش تنش، نابجایی های تجمع یافته در پشت موانع با سازوکار صعود به صفحه لغزش دیگری جابجا می شوند به عبارت دیگر، شیب منحنی رو به کاهش می رود

* منحنی ب

در برخی از فلزات (معمولا با ساختار bcc) تعداد سیستم های لغزشی زیادی در همان ابتدا لغزش فعال می شوند. تلاقی نابجایی ها و ایجاد گره در این نوع کریستال ها بیشتر از وضعیت منحنی الف می باشد به عبارت دیگر از همان ابتدای لغزش، لغزش چندگانه می باشد و قسمت I منحنی الف معروف به بخش لغزش آسان، حذف می گردد

۱ ۲ ۳ ۴ ۵ ۶ ۷ ۸ ۹

۵-۲-۲ دوقلویی شدن

علاوه بر مکانیزم لغزش دوقلویی شدن نیز موجب تغییر شکل پلاستیک می‌شود پدیده تشکیل دوقلویی مکانیکی با اعمال تنش برشی برخی از اتم‌های شبکه کریستالی در حرکت دسته جمعی آنها ایجاد می‌شود به طوری که مطابق با شکل ۵-۱۶ الف یک شکل متقارن شبه دوقلویی ایجاد می‌شود در این شکل همین طور مکانیزم‌های لغزش دوقلویی شدن مقایسه شده اند

از آنجا که جهات کریستالی در میان دو مرز دوقلویی تغییر می‌کند به احتمال زیاد پس از تشکیل دوقلویی جهات کریستالی متفاوتی که در بین این دو مرز ایجاد می‌شوند ممکن است جهات لغزش مناسب بوده و تغییر شکل پلاستیک از نوع لغزش در این جهات ادامه بیابد

تنش لازم برای تشکیل دوقلویی بسیار بزرگتر از تنش برشی بحرانی برای لغزش می‌باشد

تشکیل دوقلویی همانند بحث لغزش در صفحات و جهات معینی اتفاق می‌افتد که به برخی از آنها در جدول ۵-۵ اشاره شده است

دوقلویی شدن در چند میکرو ثانیه رخ می‌دهد که با صدایی معروف به فریاد قلع همراه می‌باشد

۵-۳-۳ تغییر شکل پلاستیک چند کریستالی ها (چند دانه ای ها)

رفتار پلاستیکی چند کریستالی ها یا چند دانه ای ها با تک کریستال متفاوت می باشد زیرا هر دانه توسط دانه های مجاور محدود شده است و فعال شدن مکانیزم لغزش در تک دانه و در یک جهت مشخص لغزش فقط آن دانه را وارد فاز تغییر شکل های پلاستیک می نماید در حالی که دانه های مجاور در محدوده ی الاستیک باشند به عبارت دیگر تغییر شکل کاملا آزاد [illegible]

در ابتدای تغییر شکل به طور هم زمان ممکن نیست

با توجه به مطالب فوق تنش چند کریستال ها بالاتر از تک کریستال می باشد

تفاوت دیگر چند کریستال ها در مقایسه با تک کریستال ها، افزایش قابل توجه کرنش و سختی آنها می باشد به طوریکه در مقایسه با تک کریستال بخش اول منحنی شکل ۵-۱۵ الف برای تک کریستال مشاهده نمی شود

۵-۴ رفتار مواد در برابر بارگذاری بار

۵-۴-۱ آزمایش کشش تک محوره و نمودار تنش - کرنش:

در شکل ۵-۱۷ دستگاه آزمایش کشش مشاهده می شود از این دستگاه آزمایش برای یافتن برخی از خواص مکانیکی از جمله حد الاستیک، ضریب الاستیک ضریب استحکام، استحکام نهایی، استحکام شکست و مطالعه رفتار ترد و نرم و ... استفاده می شود

در اشکال ۵-۱۸ و ۵-۱۹ ابعاد استاندارد ASTM نمونه های گرد و مقطع مشاهده می شود که مقادیر آنها در جدول ۵-۱۶ گزارش شده است

در این آزمایش بطور لحظه ای با نقطه به نقطه تغییرات F و متناظر با آن تغییرات L یادداشت می شود پس با استفاده از روابط زیر می توانیم به تنش - کرنش مهندسی و تنش - کرنش حقیقی دست پیدا کنیم

تنش مهندسی $\sigma_0 = \frac{F}{A_0}$

کرنش $e = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0}$

تنش حقیقی $\sigma = \frac{F}{A}$

کرنش حقیقی $\varepsilon = \ln \frac{L}{L_0}$

در شکل ۵-۲۰ نمودار تنش کرنش مهندسی یک نمونه فولاد نرم به همراه تعاریف خواص مکانیکی مشاهده می شود

تنش تسلیم σ_y در اغلب فلزات به اندازه‌ی دانه‌ها بستگی دارد این ارتباط توسط رابطه‌ی هال - پچ ۵ - ۱۵ برقرار است

$$\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

در رابطه فوق K ضریب ثابت

σ_0 تنش تسلیم قبل از هر گونه تغییر شکل

d قطر متوسط دانه‌ها می باشد

در شکل ۵ - ۲۱ برای دماهای مختلف تغییرات تنش تسلیم با اندازه‌ی دانه‌ها ترسیم شده است

با استفاده از این شکل می توان به این نتیجه دست یافت که با کنترل اندازه‌ی این دانه‌ها می توان استحکام تسلیم ماده را تغییر داد

کمیت دیگری که در آزمایش کشش بدست می آید کاهش نسبی سطح مقطع شکست می باشد به طوریکه اگر باریک ترین محل شکست نمونه دارای سطح شکست A باشد درصد کاهش سطح شکست از رابطه ی زیر بدست می آید.

$$e_A = \frac{\Delta A}{A_0} \times 100 = \frac{A_0 - A}{A_0} \times 100$$

در شکل ۵ - ۲۲ شکست یک ماده‌ی ترد و یک ماده نرم مشاهده می شود در خصوص ماده نرم درصد کاهش نسبی سطح مقطع شکست بزرگتر می باشد

بانک تجارت

۵-۴-۲ نمودار تنش-کرنش حقیقی

روابط تنش-کرنش حقیقی به شکل زیر می باشد

$\sigma = \frac{F}{A}$ $\varepsilon = \ln \frac{L}{L_0}$

ارتباط مقادیر حقیقی و مهندسی به قرار زیر است

$\sigma = \sigma_0 (1 + e)$

$\varepsilon = \ln(1 + e)$

بانک تجارت

در شکل ۵-۲۳ دو منحنی تنش کرنش حقیقی و مهندسی برای یک ماده باهم مقایسه شده‌اند همانطور که مشخص است در منحنی تنش-کرنش حقیقی برخلاف تنش-کرنش مهندسی تشخیص نا پایداری پلاستیک با گلوئی شدن مشکل می باشد برای این منظور می توان از رابطه ی ۵-۲۲ استفاده نمود

$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma$

شکل ۵-۲۴

برای تعداد زیادی از فلزات منحنی تنش - کرنش حقیقی ما بین نقطه‌ی تنش تسلیم تا نقطه ناپایداری پلاستیک (محدوده‌ی تغییر شکل پلاستیک یکنواخت) با رابطه‌ی تقریب زیر قابل بیان می باشد

$$\sigma = K\varepsilon^n \longrightarrow \ln\sigma = \ln K + n\ln\varepsilon$$

در رابطه‌ی فوق K و n ضرایب ثابت می باشند که به عوامل همچون جنس، دما و اندازه دانه کریستال مربوط می باشند به طور مشخص n را ضریب یا توان کارسختی می نامند

اگر رفتار تنش - کرنش حقیقی به فرم توانی بالا در نظر گرفته شود ثابت می شود که ضریب کارسختی همان کرنش در لحظه ناپایداری پلاستیک می باشد

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \Longrightarrow Kn\varepsilon^{n-1} = K\varepsilon^n \Longrightarrow \boxed{\varepsilon = \varepsilon_{inst} = n}$$

۳-۴-۵ رفتار فنری و چقرمگی (تافنس)

از نمودار تنش - کرنش حاصل از کشش می توان برای بررسی رفتار فنری و چقرمگی (تافنس) استفاده نمود.

رفتار فنری بیانگر بیشترین مقدار انرژی ای می باشد که ماده در محدوده ی الاستیک و قبل از شروع جریان پلاستیک در خود ذخیره می نماید این مقدار در واقع سطح زیر منحنی تنش - کرنش قبل از نقطه تسلیم می باشد که از رابطه ی زیر بدست می آید

$$W = U = \frac{1}{2}\sigma\varepsilon = \frac{\sigma^2}{2E} \longrightarrow W_{max} = \frac{1}{2}\frac{\sigma_Y^2}{E}$$

چقرمگی (تافنس)

اگر در ناحیه تغییر شکل پلاستیک شده باشیم مساحت زیر منحنی تنش - کرنش قبل از نقطه شکست چقرمگی یا تافنس نامیده می شود که از رابطه ی زیر بدست می آید

$$W = \int_{L_0}^{L} \frac{F\,dL}{AL} = \int_0^{\varepsilon} \sigma\, d\varepsilon$$

در شکل ۵-۲۵ میزان تافنس یک ماده نرم و ترد باهم مقایسه شده است

بانک تجارت

۵-۴-۴ مطالعه شود

۵-۴-۵ عوامل مؤثر در منحنی تنش - کرنش

۵-۴-۵-۱ دما

همانگونه که در شکل ۵-۲۸ الف مشاهده می شود با افزایش دما (تا حدود نصف دمای ذوب) استحکام تسلیم و استحکام نهایی با افزایش دما کاهش می یابند درحالیکه تغییر طول نسبی با افزایش دما، افزایش می یابد به شکل ۵-۲۸ ب

از رابطه ی زیر برای ارتباط میان تنش تسلیم با دما در یک تغییر شکل با نرخ کرنش ثابت استفاده می شود

$$\sigma = C e^{Q/RT}$$

C ثابت

Q انرژی محرکه

R ثابت جهانی گازها

۵-۴-۵-۲ نرخ کرنش یا آهنگ تغییر شکل

با توجه به شکل ۵-۲۹ افزایش نرخ کرنش یا سرعت تغییر شکل باعث افزایش استحکام ماده می شود

به عنوان مثال تنش تسلیم در یک دمای ثابت از طریق رابطه ی زیر به نرخ کرنش ارتباط می یابد

$$\sigma = C \dot{\varepsilon}^{m}$$

۵-۴-۴ مطالعه شود

۵-۴-۵ عوامل مؤثر در منحنی تنش - کرنش

۵-۴-۵-۱ دما

همانگونه که در شکل ۵-۲۸ الف مشاهده می شود با افزایش دما (تا حدود نصف دمای ذوب) استحکام تسلیم و استحکام نهایی با افزایش دما کاهش می یابند در حالیکه تغییر طول نسبی با افزایش دما، افزایش می یابد شکل ۵-۲۸ ب
از رابطه ی زیر برای ارتباط میان تنش تسلیم با دما در یک تغییر شکل با نرخ کرنش ثابت استفاده می شود

$$\sigma = C e^{Q/RT}$$

C ثابت

Q انرژی محرکه

R ثابت جهانی گازها

۵-۴-۵-۲ نرخ کرنش یا آهنگ تغییر شکل

با توجه به شکل ۵-۲۹ افزایش نرخ کرنش یا سرعت تغییر شکل باعث افزایش استحکام ساده می شود
به عنوان مثال تنش تسلیم در یک دمای ثابت از طریق رابطه ی زیر به نرخ کرنش ارتباط می یابد

$$\sigma = C \dot{\varepsilon}^{m}$$